

С. В. Данилов^{*}, Е. А. Макарова, М. А. Зорина

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

^{*}*s.v.danilov@bk.ru*

Научный руководитель – проф., д-р техн. наук *М. Л. Лобанов*

ТЕКСТУРА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ГЦК-МЕТАЛЛЕ С ВЫСОКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Исследовано формирование текстурно-структурного состояния технически чистого алюминия после деформации и последующего отжига. В результате деформации по всему сечению образца была сформирована структура, состоящая из вытянутых зерен, характеризующихся наличием ограниченной текстуры, состоящей из компонент: слабой $\{110\} \langle 001 \rangle$ и сильной $\{112\} \langle 111 \rangle$. При рекристаллизации формировались и росли зерна с ориентациями: $\{112\} \langle 111 \rangle$; $\{100\} \langle 100 \rangle$; $\{112\} \langle 012 \rangle$. Формирование текстуры рекристаллизации было объяснено подвижностью в ГЦК-металле специальных границ, близких к РСЧ $\Sigma 25b$, появлению которой предшествовало образование соответствующих специальных разориентаций между компонентами деформационной текстуры.

Ключевые слова: алюминий, деформация, рекристаллизация, текстура, ориентационная микроскопия, специальные границы.

S. V. Danilov, E. A. Makarova, M. A. Zorina

THE TEXTURE OF RECRYSTALLIZATION IN AN FCC METAL WITH HIGH PACKING DEFECT ENERGY

The texture-structural state of technically pure aluminum formation was studied after deformation and subsequent annealing. A result of the forming structure was deformations along the whole sample section. These consisted of elongated grains characterized by the presence of a limited texture containing weak $\{110\} \langle 001 \rangle$ components and a strong $\{112\} \langle 111 \rangle$. During recrystallization, grains with following orientations occurred and grew: $\{112\} \langle 111 \rangle$; $\{100\} \langle 100 \rangle$; $\{112\} \langle 012 \rangle$. The formation of recrystallization texture was explained by the mobility in the FCC metal with its special boundaries close to the DCS $\Sigma 25b$. This was preceded by the formation of corresponding special misorientations between the deformation texture components.

Keywords: aluminium, deformation, recrystallization, texture, EBSD, CSL boundaries.

Основной причиной возникновения текстуры при обработке металлов давлением является деформация в стесненных условиях,

соответствующих определенному напряженному состоянию материала [1–4]. Ориентированное воздействие на металлический материал приводит к деформации всех составляющих его кристаллитов за счет скольжения дислокаций по системам, имеющим максимальную активность, то есть характеризующихся относительно максимальных касательных напряжений наибольшим фактором Шмида [5]. На основании этого положения были построены модели развития текстуры деформации Закса, Тейлора и другие [6]. Данные модели достаточно точно прогнозируют возможные ориентировки текстуры деформации в предельных случаях, но зачастую не могут объяснить наблюдаемые экспериментально соотношения интенсивностей различных компонент текстуры [6].

При отжиге деформированного металла протекают процессы, механизмы и энергетика которых могут существенно отличаться. По этой причине спектр текстур рекристаллизации, наблюдаемых в металлах, значительно сложнее, чем совокупность деформационных ориентировок. Тем не менее, текстура рекристаллизации определяется текстурой деформации, и при этом важным являются кристаллографические аспекты возникновения новых компонент в процессе отжига [3, 6].

Настоящая работа посвящена установлению кристаллографической взаимосвязи ориентировок деформации и рекристаллизации, а также выяснению роли специальных границ в формировании текстуры рекристаллизации в ГЦК-металле с высокой энергией дефекта упаковки.

В качестве модельного материала использовалась проволока из технически чистого алюминия марки АД0 диаметром 4,00 мм, полученная прокаткой в калиброванных валках круглого сечения. Накопленное относительное обжатие составило 90 %. Образцы после деформации были подвергнуты отжигу при температуре 550 °С, в течение 30 минут. Исследование структуры проводилось на растровом электронном микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Шаг сканирования – 0,1 мкм.

Текстурный анализ деформированной алюминиевой проволоки проводили в центральной области образца в продольном сечении. Из карты ориентаций (рис. 1, *a*) видно, что в центральной области в основном преобладают зерна с ориентировкой $\langle 111 \rangle$ вдоль направления прокатки (НП) и в меньшем количестве – с $\langle 100 \rangle$ вдоль НП. Прямые полюсные фигуры (ППФ) как в виде проекций полюсов (рис. 2, *з*), так и в виде распределений полюсной плотности (рис. 2, *a*) показывают наличие ограниченных компонент текстуры, а не аксиальных. Хотя в данном случае в результате деформации основные текстурные компоненты и их рассеяние говорит о текстуре близкой к волочению, все-таки, следует говорить о формировании сложной ограниченной текстуры, близкой к

текстуре прокатки, которую можно описать в виде совокупности двух стабильных ориентировок: близкой к $\{110\} \langle 100 \rangle$ и более рассеянной поворотом вокруг НП, близкой к $\{112\} \langle 111 \rangle$, причем вторая имеет существенно большую интенсивность (рис. 2, а, з).

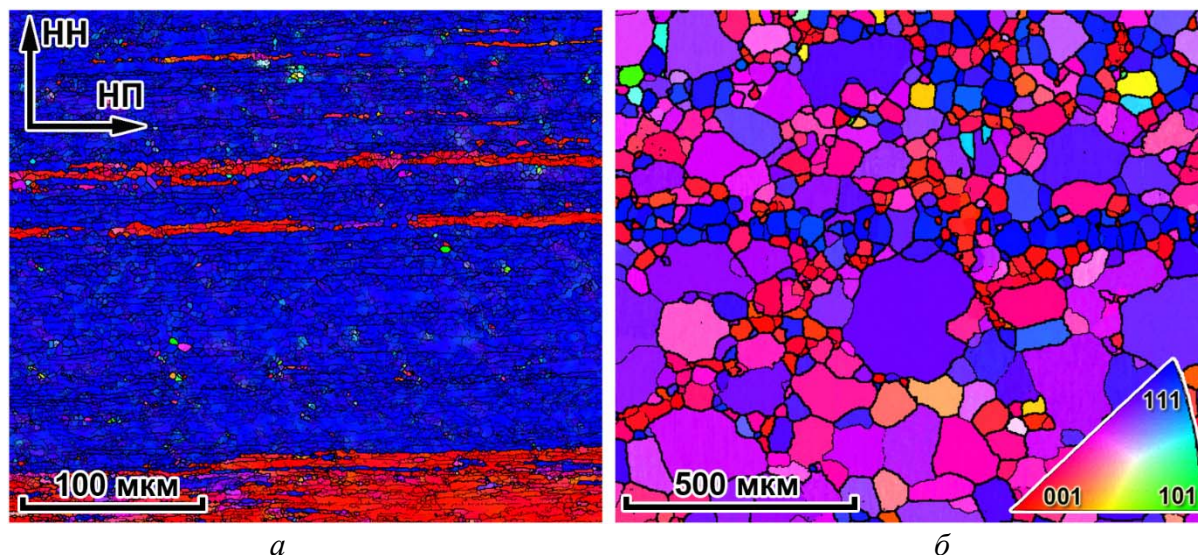


Рис. 1. Микроструктура алюминиевой проволоки после деформации (а) и после отжига (б) в виде ориентационных карт в раскраске с НП

Структурное состояние, сформированное при 550 °С (рис. 1, б), характеризуется наличием полностью рекристаллизованных зерен. Распределение зерен по размеру неоднородно. Более мелкие зерна расположены группами вдоль «старых» деформированных зерен. По-видимому, можно говорить о протекании одновременно процессов первичной (ПР) и собирательной рекристаллизации (СР), характеризующихся существенно различной скоростью перемещения высокоугловых границ зерен [7, 8]. Для более полного анализа текстуры рекристаллизации был проведен анализ ориентировок для отдельных групп зерен, предположительно соответствующих различным стадиям протекания рекристаллизации и были построены соответствующие ППФ (рис. 2, б, в, д, е).

Отметим, что зерна, соответствующие ПР (рис. 1, б; 2, б, д) имеют ориентации близкие к $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, оси которых параллельны НП. Таким образом, в ходе протекания ПР усиливается «слабая» в деформированном состоянии ориентировка $\{100\} \langle 001 \rangle$, при этом сохраняется, ослабевая и рассеиваясь, компонента $\{112\} \langle 111 \rangle$. Стоит отметить, что ориентировка $\{100\} \langle 001 \rangle$, растущая в ходе рекристаллизации, не является точной. Причем, ее отклонение от идеальной не связано с наклоном образца, так как подобного отклонения для ориентации $\{112\} \langle 111 \rangle$ не наблюдается.

Зерна, относящиеся к СР, имеют ориентации близкие к $\langle 114 \rangle \dots \langle 112 \rangle$ (рис. 1 б; 2, в, е). Вероятно, зародыши ПР образованные в однородной

деформированной матрице, характеризовались максимальной подвижностью границ. Данные зерна росли в деформированную матрицу до «столкновений» друг с другом быстрее. Зерна, имеющие ориентацию близкую к $\{012\} \langle 112 \rangle$, занимают большую часть исследуемой поверхности шлифа, за счет своего линейного размера, что делает эту компоненту преобладающей в текстурном состоянии рекристаллизованного образца.

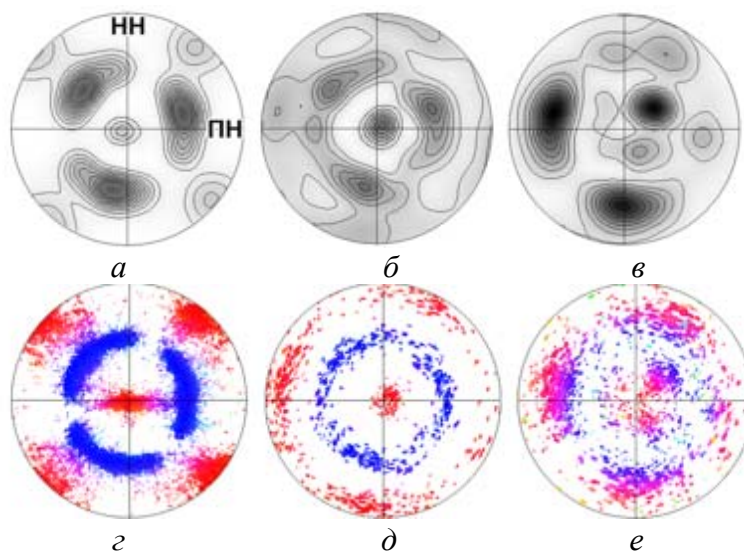


Рис. 2. Текстура алюминиевой проволоки после деформации (а, г) и после отжига (б, в, д, е) в виде ППФ $\{100\}$: а, б, в – распределения полюсной плотности; г, д, е – проекций полюсов в раскраске с НП: б, д – для зерен, соответствующих ПР; в, е – для зерен, соответствующих СР

Зарождению и росту рекристаллизованных зерен с ориентацией отличной от ориентации деформации должно соответствовать движение границы, обеспечивающее наиболее простой («энергетически выгодный») поворот ориентировки деформации к ориентировке рекристаллизации. В связи с данным предположением, согласно литературным данным и наблюдением за эволюцией РСУ границ в ходе рекристаллизации, было выдвинуто предположение, что наиболее простым поворотом от $\langle 111 \rangle$ к $\langle 100 \rangle$ является переориентация кристаллической решетки близкая к разориентации РСУ $\Sigma 25b$ (угол поворота $51,68^\circ$, ось поворота $[331]$) в соответствии с [9]. Что также видно на рисунке 3, граница между двумя деформированными зернами состоит из участков близких к специальным границам двух типов $\Sigma 25b$ и $\Sigma 45c$ (угол поворота $53,13^\circ$, ось поворота $[221]$ [9]). Наличие участков двух типов специальных границ, в данном случае, является следствием развитой мезоструктуры в зерне с ориентировкой близкой к $(100) [001]$. Подобное формирование текстуры может быть объяснено высокой подвижностью специальных границ близких к РСУ $\Sigma 25b$, или подобных ей ($\Sigma 45c$), которые возникают между основными компонентами текстуры деформации.

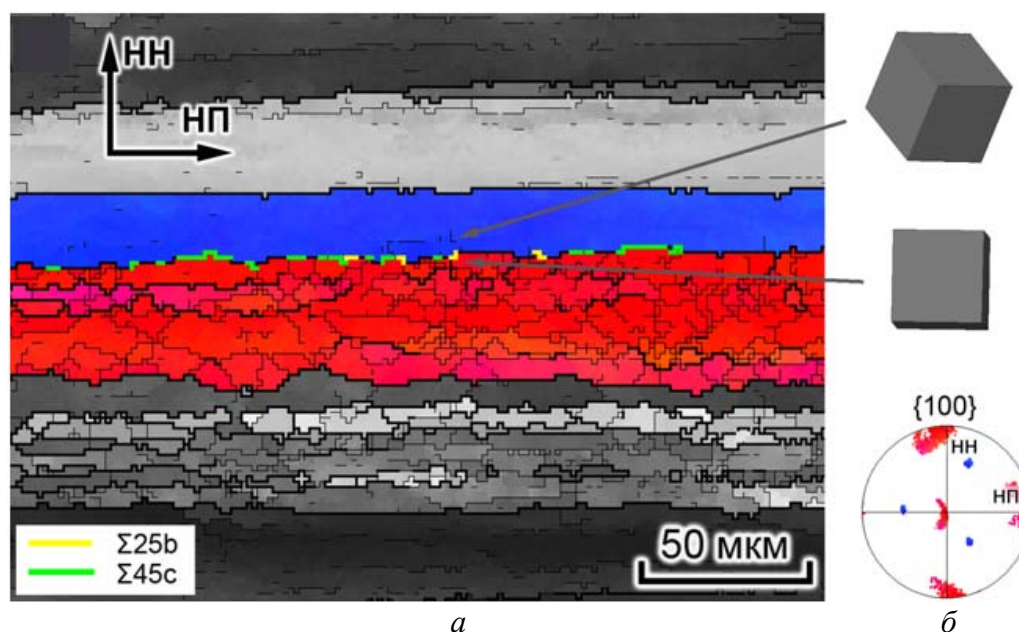


Рис. 3. Ориентационная карта (а) центрального слоя алюминия после деформации с нанесенными специальными границами и ППФ {100} (б) выделенной области

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ (№ 16-32-00030 мол_а).

ЛИТЕРАТУРА

1. Вишняков Я. Д. Теория образования текстур в материалах и сплавах / Я. Д. Вишняков, А. А. Бабарэко, И. В. Эгиз. Москва : Наука, 1979. 343 с.
2. Штремель М. А. Прочность сплавов: учеб. для вузов. Часть II: Деформация / М. А. Штремель Москва : МИСиС, 1997. 527 с.
3. Взаимосвязь кристаллографических ориентировок зерен при горячей деформации и рекристаллизации в алюминиевом сплаве АМг6 / Г. М. Русаков [и др.] // МиТОМ. 2014. № 12. С. 15–21.
4. О возможности формирования областей с ориентацией $\{110\} \langle 001 \rangle$ в процессе холодной деформации технического сплава Fe-3% Si / Г. М. Русаков [и др.] // ФММ. 2006. Т. 101, № 6. С. 653–659.
5. Schmid E. Neuere Untersuchungen an Metallkristallen / E. Schmid // Proceedings of the International Congress on Applied Mechanics. 1924. P 342–353.
6. Humphreys, F. J. Recrystallization and Related Annealing Phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004. 574 p.
7. Ferry M. Discontinuous subgrain growth in deformed and annealed $\{110\} \langle 001 \rangle$ aluminium single crystals / M. Ferry, F. J. Humphreys // Acta Materialia. 1996. V. 44. P. 1293–1308.
8. Effect of primary recrystallization texture on abnormal grain growth in an aluminum alloy / H.-C. Kim [et al.] // Scripta Materialia. 2007. V. 57. P. 325–327.
9. Кайбышев О. А. Границы зерен и свойства металлов. / О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев. Москва : Металлургия, 1987. 213 с.